

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10306348
PUBLICATION DATE : 17-11-98

APPLICATION DATE : 06-05-97
APPLICATION NUMBER : 09115950

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KOYAMA KUNIO;

INT.CL. : C22C 38/00 B21C 37/08 C21D 8/10 C22C 38/14 C22C 38/50

TITLE : ULTRAHIGH STRENGTH STEEL PIPE EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE
CRACKING RESISTANCE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain an ultrahigh strength steel pipe excellent in low temp. toughness by using a low C-high Mn series steel as a base metal, allowing it to have a low C-high O series weld metal zone and limiting the characteristic value by contained components therein to a specified range.

SOLUTION: This ultrahigh strength steel pipe excellent in low temp. cracking resistance is the one using a low C-high Mn steel contg., by weight, 0.05 to 0.10% C, 1.8 to 2.5% Mn and specified small amounts of Si, P, S, Ni, Mo, Nb, Ti, Al, N and O and furthermore contg., at need, one or \geq two kinds among Cu, Cr, V, B and Ca as a base metal and having a weld metal zone having a compsn. contg. 0.03 to 0.08% C, 0.035 to 0.050% O and specified small amounts of Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo, Nb, Ti, Al and N, furthermore contg., at need, small amounts of Cu, V, Ca and B, and in which the value of P prescribed by $P=C+0.11Si+0.03Mn+0.02Ni+0.04Cr+0.07Mo+1.46Nb$ is regulated to the range of 0.25 to 0.40.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-306348

(43) 公開日 平成10年(1998)11月17日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 Z
B 2 1 C 37/08		B 2 1 C 37/08 F
C 2 1 D 8/10		C 2 1 D 8/10 B
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14
38/50		38/50

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平9-115950

(22) 出願日 平成9年(1997)5月6日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 寺田 好男

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 為広 博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐低温割れ性に優れた超高強度鋼管

(57) 【要約】

【課題】 溶融金属の耐低温割れ性に優れた超高強度
(API X100超) 鋼管を提供する。

【解決手段】 低C-高Mn-Nb-Mo-Ti系の母
材に低C-Mn-Ni-Cr-Mo-高O系の溶接金属
からなる鋼管。

【効果】 低温割れ性に優れた超高強度鋼管により、パ
イプラインの安全性が著しく向上すると共に、パイプラ
インの施工能率、輸送効率の飛躍的な向上が可能となっ
た。

【特許請求の範囲】

C : 0.05~0.10%、
Mn : 1.8~2.5%、
S : 0.003%以下、
Mo : 0.25~0.60%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.006%、

を含有し、残部が鉄および不可避の不純物からなる母材

C : 0.03~0.08%、
Mn : 1.5~2.2%、
S : 0.005%以下、
Cr : 0.50~1.5%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.05%以下、
O : 0.035~0.050%

を含有し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.40の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする耐低温割れ性に優れた鋼管。

C : 0.05~0.10%、
Mn : 1.8~2.5%、
S : 0.003%以下、
Mo : 0.25~0.60%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.006%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、
V : 0.01~0.10%、
Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

C : 0.03~0.08%、
Mn : 1.5~2.2%、
S : 0.005%以下、
Cr : 0.50~1.5%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.05%以下、
O : 0.035~0.050%

を含有し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.40の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする耐低温割れ性に優れた鋼管。

C : 0.05~0.10%、
Mn : 1.8~2.5%、
S : 0.003%以下、
Mo : 0.25~0.60%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.006%、

を含有し、残部が鉄および不可避の不純物からなる母材

C : 0.03~0.08%、
Mn : 1.5~2.2%、

【請求項1】 重量%で、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 0.1~1.0%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.06%以下、
O : 0.003%以下

と、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 1.0~2.5%、
Mo : 0.50~1.5%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.010%、

$$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$$

【請求項2】 重量%で、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 0.1~1.0%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.06%以下、
O : 0.003%以下

Cr : 0.1~1.0%、
B : 0.0003~0.002%、

可避的不純物からなる母材と、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 1.0~2.5%、
Mo : 0.50~1.5%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.010%、

$$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$$

【請求項3】 重量%で、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 0.1~1.0%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.06%以下、
O : 0.003%以下

と、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、

S : 0.005%以下、
 Cr : 0.50~1.5%、
 Nb : 0.01~0.10%、
 Al : 0.05%以下、
 O : 0.035~0.050%
 Ni : 1.0~2.5%、
 Mo : 0.50~1.5%、
 Ti : 0.005~0.030%、
 N : 0.001~0.010%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、
 B : 0.0003~0.003%、
 V : 0.01~0.10%、
 Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.40の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする耐低温割れ性に優れた鋼管。

C : 0.05~0.10%、
 Mn : 1.8~2.5%、
 S : 0.003%以下、
 Mo : 0.25~0.60%、
 Ti : 0.005~0.030%、
 N : 0.001~0.006%、
 Si : 0.6%以下、
 P : 0.015%以下、
 Ni : 0.1~1.0%、
 Nb : 0.01~0.10%、
 Al : 0.06%以下、
 O : 0.003%以下

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、
 V : 0.01~0.10%、
 Ca : 0.001~0.005%
 Cr : 0.1~1.0%、
 B : 0.0003~0.002%、

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

C : 0.03~0.08%、
 Mn : 1.5~2.2%、
 S : 0.005%以下、
 Cr : 0.50~1.5%、
 Nb : 0.01~0.10%、
 Al : 0.05%以下、
 O : 0.035~0.050%
 Si : 0.6%以下、
 P : 0.015%以下、
 Ni : 1.0~2.5%、
 Mo : 0.50~1.5%、
 Ti : 0.005~0.030%、
 N : 0.001~0.010%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、
 B : 0.0003~0.003%、
 V : 0.01~0.10%、
 Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.40の範囲にある溶接金属部を有する耐低温割れ性に優れた鋼管。

$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は米国石油協会（API）規格でX120以上（引張強さが約950N/mm²以上）の超高強度と溶接金属部の耐低温割れ性に優れた鋼管に関するものである。

【0002】

【従来の技術】原油・天然ガスを長距離輸送するパイプラインに使用するラインパイプは、1)高圧化による輸送効率の向上や、2)薄肉化による現地での溶接能率向上のためますます高張力化する傾向にある。これまでにAP

可避的不純物からなる母材と、

I規格でX80までのラインパイプの実用化が進行中であるが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズが最近でてきた。現在、X100以上の超高強度ラインパイプはX80級ラインパイプの製造法（NKK技報 No.138(1992), pp24-31およびThe 7th Offshore Mechanics and Arctic Engineering(1988), Volume V, pp179-185）を基本に検討されているが、これではせいぜい、X100（降伏強さ989N/mm²以上、引張強さ760N/mm²以上）ラインパイプの製造が限界と考えられる。

【0003】パイプラインの超高強度化は強度・低温靱性バランスをはじめとして、溶接熱影響部（HAZ）靱性、現地溶接性、継手軟化など多くの問題を抱えている。さらに、溶接金属の強度が高くなれば溶接金属中の水素を原因とする低温割れが発生しやすくなる。低温割れを防止するためには、溶接時に予熱あるいは後熱処理することが有効であるが、鋼管の製造において予熱や後

熱は製造コストを上昇させるため好ましくない。このような背景のもと、予熱あるいは後熱処理を必要としない廉価な超高強度ラインパイプ（X100超）の早期開発が要望されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は溶接金属部の

C : 0.05~0.10%、
Mn : 1.8~2.5%、
S : 0.003%以下、
Mo : 0.25~0.60%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.006%、

を含有し、必要に応じてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、
V : 0.01~0.10%、
Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

C : 0.03~0.08%、
Mn : 1.5~2.2%、
S : 0.005%以下、
Cr : 0.50~1.5%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.05%以下、
O : 0.035~0.050%

を含有し、必要に応じてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、
B : 0.0003~0.003%、

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつ

$$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$$

の式で定義されるP値が0.25~0.40の範囲にある溶接金属部を有することを特徴とする耐低温割れ性に優れた超高強度鋼管である。

【0006】

【発明の実施の形態】以下に本発明の耐低温割れ性に優れた超高強度鋼管について説明する。本発明の特徴は、1)低C-高Mn-Ni-Mo-Nb-Ti系鋼を母材とし、2)低C-Mn-Ni-Cr-Mo-高O系の溶接金属部を有する鋼管である。

【0007】従来より、低C-高Mn-Nb-Mo-微量Ti鋼は微細なベイナイト主体の組織を有するラインパイプ用鋼としてよく知られているが、その引張強さの上限はせいぜい750MPaが限界であった。さらに高強度化するためには、1)C量や合金元素量を増加させること、2)900℃以上の高温から焼入れ-焼戻し処理すること、が必要であるが、母材やHAZの低温靱性は不十分となる。

【0008】本発明者らは高Mn-Nb-Mo鋼において、化学成分を適正に制御することにより、鋼管母材に

耐低温割れ性に優れた引張強さ950N/mm²以上（API規格X120以上）の超高強度鋼管を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、重量%で、

Si : 0.6%以下、
P : 0.015%以下、
Ni : 0.1~1.0%、
Nb : 0.01~0.10%、
Al : 0.06%以下、
O : 0.003%以下

Cr : 0.1~1.0%、
B : 0.0003~0.002%、

可避的不純物からなる母材と、

Si : 0.6%以下
P : 0.015%以下
Ni : 1.0~2.5%
Mo : 0.50~1.5%、
Ti : 0.005~0.030%、
N : 0.001~0.010%、

V : 0.01~0.10%、
Ca : 0.001~0.005%

において超高強度と優れた低温靱性が達成できることを見いだした。また、鋼管母材の強度上昇に伴ない、必然的に溶接金属の強度も上昇させる必要がある。一般に溶接金属の強度は母材の強度より高くなければならない。通常、鋼管母材は圧延時の加工熱処理（制御圧延～加速冷却）の適用により容易に強度を上昇させることができるが、溶接金属部の強度は溶接金属中の化学成分と溶接後の冷却速度で決定されるため、溶接条件が一定の場合（例えば板厚が一定の場合）、溶接金属部の強度は合金元素の添加量でほぼ決まると考えられる。このため溶接金属部の強度を上昇させるためには、多量の合金元素を添加する必要がある。しかしながら、多量に合金元素を添加した場合、溶接時に溶接金属中に取り込まれた水素による低温割れ感受性を著しく高めてしまう。

【0009】そこで、本発明者らは多量に合金元素を添加した溶接金属部において、水素による割れ感受性を低下させる方法を鋭意検討した。その結果、溶接金属中の合金元素の添加量を適正な範囲に制御すると共に、溶接金属中の酸素濃度を上昇させることにより水素による割れ感受性を低下できることを見だし、本発明に至った。

【0010】溶接金属部の強度を適正な範囲に制御するためには、 $P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.$

$0.2\text{Ni} + 0.04\text{Cr} + 0.07\text{Mo} + 1.46\text{Nb}$ で表わされるP値を $2.5 \leq P \leq 4.0$ に制御する必要がある。これは低温靱性を損なうことなく、目的とする溶接金属部の強度・低温靱性バランスを達成するためである。P値の下限を2.5としたのは 950N/mm^2 以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。またP値の上限を4.0としたのは低温靱性および耐低温割れ性を維持するためである。さらに、低温割れ感受性を低下させるために、溶接金属中の酸素濃度を0.035%以上にする必要がある。ただし、酸素濃度が高過ぎると、溶接金属の低温靱性が劣化するので、その上限を0.050%以下にする必要がある。

【0011】まず、本発明の溶接金属の成分元素の限定理由について説明する。Cの下限0.03%は溶接金属の強度を確保するための最小量である。しかし、C量が多過ぎると低温靱性、現地溶接性の著しい劣化を招くので、上限を0.08%とした。

【0012】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると低温靱性や現地溶接性を劣化させるので、上限を0.6%とした。

【0013】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.5%である。しかし、Mnが多過ぎると鋼の焼入れ性が増加して低温靱性や現地溶接性を劣化させるので上限を2.2%とした。

【0014】Niを添加する目的は強度を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。しかし、添加量が多過ぎると、経済性だけでなく、低温靱性などを劣化させるので、その上限を2.5%、下限は1.0%とした。

【0015】Crは強度を増加させるが、多過ぎると低温靱性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限を1.5%、下限を0.50%とした。

【0016】Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させるためである。この効果を得るためには、Moは最低0.50%必要である。しかし、過剰なMo添加は低温靱性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.5%とした。

【0017】Nbは鋼を強靱化する作用を有する。そのためには0.01%以上の添加が必要である。しかし、Nbを0.10%を超えて添加すると、現地溶接性や低温靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0018】Ti添加は微細なTiNを形成し、低温靱性を改善する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.030%に限定しなければならない。

【0019】Alは通常脱酸元素として効果を有する。しかし、Al量が0.05%を超えると、Al系非金属

介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.05%とした。

【0020】NはTiNを形成して低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多過ぎると低温靱性を劣化させるので、その上限は0.010%に抑える必要がある。

【0021】さらに本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は、低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。またS量の低減は、MnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0022】次にCu、V、B、Caを添加する理由について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、溶接金属の強度・靱性などの特性の向上を図るためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0023】CuはNiとほぼ同様な効果を持つと共に、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。しかし、過剰に添加すると低温靱性が低下するので、その上限を1.0%とした。Cuの下限0.1%は添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。

【0024】VはほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。Vは歪誘起析出し、強度を上昇させる。下限は0.01%、その上限は現地溶接性、低温靱性の点から0.10%まで許容できる。

【0025】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高める元素である。さらにBはMoの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.002%とした。Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させる。しかし、Ca量が0.001%未満では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0026】上記の溶接金属を得るための溶接材料は、フラックスとしては高塩基度溶融型フラックスを選択し、また溶融棒にはNi-Cr-Mo系ワイヤの使用が好ましい。

【0027】次に、母材の成分元素の限定理由について説明する。Cの下限0.05%は母材の強度、低温靱性の確保ならびにNb、V添加による析出硬化、結晶粒の微細化効果を発揮させるための最小量である。しかし、

C量が多過ぎると、低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、上限を0.10%とした。

【0028】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはAlのみでも十分であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0029】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.8%である。しかし、Mnが多過ぎると、鋼の焼入れ性が増加して現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、低温靱性も劣化させるので上限を2.5%とした。

【0030】Niを添加する目的は、低炭素の本発明鋼の強度を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加は、MnやCr、Mo添加に比較して圧延組織（特にスラブの中心偏析帯）中に低温靱性、耐サワー性に有害な硬化組織を形成することが少なく、強度を増加させることが判明した。しかし、添加量が多過ぎると、経済性だけでなく、現地溶接性やHAZ靱性などを劣化させるので、その上限を1.0%、下限は0.1%とした。Niは連続鋳造時、熱間圧延時におけるCuクラックの防止にも有効であるこの場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0031】Moを添加する理由は鋼の焼入れ性を向上させるためである。またMoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を強力に抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。このような効果を得るためには、Moは最低0.25%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を0.60%とした。

【0032】Nbは制御圧延において結晶粒の微細化や析出硬化に寄与し、鋼を強化化する作用を有する。そのために0.01%以上の添加が必要である。しかし、Nb量が0.10%を超えると、現地溶接性やHAZ靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0033】またTi添加は、微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してマイクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.030%に限定しなければならない。

【0034】Alは通常脱酸剤として鋼に含まれる元素で組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を超えると、Al系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。脱

酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。

【0035】NはTiNを形成してスラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多過ぎると、スラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0036】さらに本発明では、不純物元素であるP、S、O量をそれぞれ0.015%以下、0.003%以下、0.003%以下とする。この主たる理由は、母材、HAZ靱性の低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は、連続鋳造スラブの中心偏析を低減し粒界破壊を防止し、低温靱性を向上させる。またS量の低減は、延伸化したMnSを低減して耐サワー性や延靱性を向上させる効果がある。O量の低減は、鋼中の酸化物を少なくして、耐サワー性や低温靱性の改善に効果がある。したがって、P、S、O量は低いほど好ましい。

【0037】次にCu、Cr、V、B、Caを添加する理由について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、製造可能な板厚の拡大や母材の強度・靱性などの特性の向上を図るためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0038】CuはNiとほぼ同様な効果を持つと共に、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。またCu析出硬化によって強度を大幅に増加させる。しかし、過剰に添加すると析出硬化により母材、HAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.0%とした。Crは母材、HAZの強度を増加させるが、多過ぎると現地溶接性やHAZ靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%である。Cu、Cr量の下限0.1%はそれぞれの元素添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。

【0039】VはほぼNbと同様な効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼におけるV添加の効果は大きい。Vはフェライトの加工（熱間圧延）によって歪誘起析出し、フェライトを著しく強化する。下限は0.01%、その上限は現地溶接性、HAZ靱性の点から0.10%まで許容できる。

【0040】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高める元素である。さらにBはMoの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.0003%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.002%とした。

【0041】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させる。しかし、Ca量が0.001%以下では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添加すると、CaO-CaSが大量に生成してクラスタ、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0042】

【実施例】本発明の実施例について述べる。転炉一連続鋳造法で種々の鋼成分の鋼片から種々の製造法により鋼管を製造して、諸性質を調査した。鋼管の機械的性質は圧延と直角方向で調査した。また低温割れの有無については溶接後48時間経過した後、超音波探傷(UST)により評価した。

【0043】実施例および比較例を表1に示す。本発明

の鋼管は優れた強度・低温靱性と溶接金属の耐低温割れ性を有する。これに対して比較鋼は化学成分が適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0044】鋼5は母材のC量が多過ぎるために母材およびHAZの低温靱性が悪い。鋼6は溶接金属のC量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼7は溶接金属のNi量が少ないために低温靱性が悪い。鋼8は溶接金属のCr量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼9は溶接金属のMo量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼10は溶接金属の酸素量が少ないために低温割れが発生した。鋼11は溶接金属の酸素量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼12はP値が低過ぎるために溶接部の強度が低い。鋼13はP値が高過ぎるために低温靱性が悪く、低温割れも発生した。

【0045】

【表1】

区分	鋼	化 学 成 分 (wt% +ppm)																	P値
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	N*	O*	Cu	V	B*	Ca*	
本 発 明 の 鋼	1 母材	0.057	0.25	1.86	80	22	0.37	0.62	0.43	0.032	0.015	0.020	33	18	-	0.035	-	23	-
	溶接金属	0.059	0.34	1.58	70	24	1.98	1.06	0.94	0.018	0.029	0.018	41	430	-	0.038	-	11	0.32
	2 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.060	0.27	1.65	70	14	1.81	0.93	0.84	0.017	0.013	0.016	35	373	-	0.034	8	-	0.30
	3 母材	0.073	0.08	1.87	80	4	0.34	0.22	0.28	0.027	0.015	0.013	25	23	-	0.057	9	18	-
	溶接金属	0.073	0.26	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	403	0.26	0.030	5	11	0.34
	4 母材	0.063	0.13	1.96	70	18	0.38	0.61	0.42	0.033	0.013	0.022	31	25	0.24	0.058	-	-	-
	溶接金属	0.071	0.24	1.76	80	29	1.94	1.17	1.01	0.022	0.016	0.020	42	365	0.31	0.035	-	-	0.34
	5 母材	0.110	0.28	1.94	80	19	0.33	0.61	0.46	0.030	0.015	0.019	34	25	0.41	0.054	-	30	-
	溶接金属	0.073	0.26	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	403	0.26	0.030	5	11	0.34
	6 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.087	0.25	1.67	80	30	2.01	1.05	0.95	0.014	0.013	0.017	55	430	0.26	0.031	5	-	0.33
比 較 鋼	7 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.073	0.26	1.98	80	30	0.92	1.32	1.16	0.016	0.016	0.020	51	400	0.26	0.030	5	11	0.34
	8 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.063	0.29	1.68	80	30	1.87	1.58	1.06	0.016	0.016	0.020	51	401	0.26	0.031	5	11	0.34
	9 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.063	0.26	1.65	80	30	1.97	1.02	1.01	0.016	0.016	0.020	51	403	0.26	0.030	5	11	0.34
	10 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.063	0.26	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	177	0.26	0.030	5	11	0.34
	11 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.063	0.26	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	521	0.26	0.030	5	11	0.34
	12 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.053	0.12	1.54	80	30	1.28	0.65	0.63	0.016	0.016	0.020	51	403	-	0.030	5	11	0.23
鋼	13 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.079	0.38	1.88	80	30	2.39	1.44	1.46	0.030	0.016	0.020	51	403	0.44	0.030	5	11	0.43

【0046】

【表2】

区分	鋼	鋼管の製造方法		鋼管母材の機械的性質				鋼管溶接部の機械的性質				低温割れ
		鋼管厚 (mm)	成形法	溶接方法	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE-40 (J)	vTS (°C)	溶接部引張 TS (N/mm ²)	溶接金属 vE-20 (J)	HAZ vE-20 (J)	
本 発 明 鋼	1	18	UOE	SAW (両面1層)	861	1015	234	-78	1022	107	85	割れなし
	2	20	UOE	SAW (両面1層)	883	1037	266	-83	1057	112	87	割れなし
	3	25	UOE	SAW (両面1層)	855	992	202	-77	1001	98	77	割れなし
	4	36	BR	SAW (両面多層)	866	1022	204	-72	1032	101	95	割れなし
比 較 鋼	5	18	UOE	SAW (両面1層)	870	1083	52	-52	1077	97	17	割れなし
	6	20	UOE	SAW (両面1層)	866	1022	203	-88	1070	32	70	割れなし
	7	25	UOE	SAW (両面1層)	876	1016	203	-81	997	27	92	割れなし
	8	28	UOE	SAW (両面1層)	862	1007	213	-86	1043	31	78	割れなし
	9	20	UOE	SAW (両面1層)	846	1033	206	-83	1066	33	80	割れなし
	10	20	UOE	SAW (両面1層)	845	1043	216	-81	1055	98	79	割れ発生
	11	20	UOE	SAW (両面1層)	861	1028	218	-80	1044	18	96	割れなし
	12	20	UOE	SAW (両面1層)	852	974	232	-87	938	102	90	割れなし
	13	20	UOE	SAW (両面1層)	876	1079	248	-84	1120	21	88	割れ発生

下線部は比較条件を示す。

【0047】

【発明の効果】本発明による耐低温割れ性に優れた超高強度鋼管をパイプラインに採用することにより、パイプ

ラインの安全性が著しく向上すると共に、パイプラインの施工能率、輸送効率の飛躍的な向上が可能となった。

フロントページの続き

(72)発明者 原 卓也
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72)発明者 小山 邦夫
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内